

PRODUCTION OF THICK HIGH TENSILE STRENGTH STEEL PLATE FOR STRESS RELIEVING ANNEALING TREATMENT

Publication number: JP9256037 (A)
Publication date: 1997-09-30
Inventor(s): SAITO NAOKI; TSUCHIDA YUTAKA
Applicant(s): NIPPON STEEL CORP
Classification:
- international: C21D8/02; C21D1/30; C21D6/00; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58; C21D8/02; C21D1/26; C21D6/00; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58; (IPC1-7): C21D6/00; C21D1/30; C21D8/02; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/58
- European:
Application number: JP19960066921 19960322
Priority number(s): JP19960066921 19960322

Abstract of JP 9256037 (A)
PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing a steel plate capable of stopping deterioration in mechanical properties after stress relieving annealing shown in thick steels having >=50mm thickness such as steels for structural purpose and steel plates for pressure vessels. **SOLUTION:** This is a method for producing a thick high tensile strength steel plate for stress relieving annealing in which a slab contg., by weight, 0.05 to 0.20% C, 0.02 to 0.5% Si, 0.2 to 2.0% Mn and 0.005 to 0.10% Al, furthermore contg., at need, one or >= two kinds among Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Ti, B, Ca and rare earth elements, and the balance iron with inevitable impurities is heated, is thereafter subjected to hot rolling, is subsequently air-cooled to a room temp., is then heated at the Ac1 to Ac3 transformation point and is gradually cooled.

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-256037

(43) 公開日 平成9年(1997)9月30日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 6/00			C 2 1 D 6/00	G
1/30			1/30	
8/02		9270-4K	8/02	B
9/00		9352-4K	9/00	L
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 7 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願平8-66921

(22) 出願日 平成8年(1996)3月22日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 斉藤 直樹

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 土田 豊

東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 大関 和夫

(54) 【発明の名称】 応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、構造用鋼、圧力容器用鋼板など50mm以上の厚肉鋼材に見られる、応力除去焼鈍処理後の機械的性質の劣化を阻止できる鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.05~0.20%、Si:0.02~0.5%、Mn:0.2~2.0%、Al:0.005~0.10%、さらに必要に応じてCu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Ti、B、Ca、希土類元素のうち1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼片を加熱後、熱間圧延を施した後、室温まで空冷し、その後、Ac₁~Ac₃変態点間に加熱して徐冷することを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.05~0.20%、

Si: 0.02~0.5%、

Mn: 0.2~2.0%、

Al: 0.005~0.10%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼片を加熱し、熱間圧延を施した後、室温まで空冷し、次いで A_{c1} ~ A_{c3} 変態点間に加熱して徐冷することを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【請求項2】 重量%で、強度改善元素群であるCu:

0.1~1.5%、

Ni: 0.1~2.0%、

Cr: 0.1~1.0%、

Mo: 0.05~0.50%、

V: 0.005~0.10%、

Nb: 0.005~0.05%、

Ti: 0.005~0.04%、

B: 0.0005~0.0030%のうち1種または2種以上を含有する請求項1記載の鋼片を用いることを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【請求項3】 重量%で、介在物制御元素群であるCa:

0.001~0.010%、

希土類元素: 0.01~0.10%のうち1種または2種を含有する請求項1または2記載の鋼片を用いることを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、構造用鋼、圧力容器用鋼板などの50mm以上の厚肉鋼材に見られる、応力除去焼鈍処理（以下、PWHTという）後の機械的性質の劣化を阻止できる鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、大型圧力容器などの構造物を制作する際、溶接後にPWHTを実施することにより残留応力を軽減し、破壊の発生を阻止する技術が用いられている。しかしながら、長時間のPWHTは、時として鋼板の機械的性質を低下させるという問題があった。

【0003】PWHT後の材質特性は、その化学組成およびミクロ組織に大きく依存することから、従来より、合金元素の最適化および鋼板製造時の加工熱処理技術の適用などによるPWHT後の強度および靱性の優れた鋼板の製造方法が提案されてきた。以下に、その例をいくつか挙げる。特開昭59-232234号公報には、C: 0.03~0.30%、Mn: 0.2~2.0%を含有し、さらに $C+Mn/9.11 \geq 0.26\%$ を満足する鋼を熱間圧延後、 A_{r3} 点以上の温度から500℃

未満250℃以上の温度まで、3~30℃/sの冷却速度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法が開示され、また特開昭62-47430号公報には、C: 0.02~0.20%、Mn: 0.50~2.5%などを含有する鋼片を、 A_{c3} 変態点~1250℃の温度に加熱する段階と、前記加熱後、 A_{r3} 変態点~(A_{r3} 変態点+100℃)の温度で圧下率30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後、($\alpha+\gamma$)2相域において、圧下率が5~60%で、仕上温度が A_{r3} 変態点~(A_{r3} 変態点-80℃)の仕上圧延をする段階と、前記仕上圧延後、1℃/s以上の冷却速度で600℃以下まで冷却する段階とを有してなることを特徴とする応力除去焼鈍用高張力鋼の製造方法が開示されている。

【0004】さらに、特開昭62-93312号公報には、C: 0.02~0.18%、Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%、可溶性Al: 0.005~0.06%、Nb: 0.005~0.05%、Cu: 0.05~0.7%、Ni: 0.05~0.7%を含有する鋼片を、 A_{c3} 変態点~1250℃の範囲に加熱する段階と、前記加熱後の A_{r3} 変態点~(A_{r3} 変態点+100℃)の温度範囲で圧下率が30%以上の圧延をする段階と、前記圧延後、直ちに1~30℃/sの冷却速度で600℃以下の任意の温度まで冷却する段階とを有してなることを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた応力除去焼鈍用高張力鋼材の製造方法が開示され、また特開昭62-240713号公報には、C: 0.02~0.18%、Si: 0.03~0.60%、Mn: 0.5~2.5%、S₀₁: Al: 0.005~0.06%、Nb: 0.005~0.03%、B: 0.0003~0.002%、Ti: 0.005~0.02%を含有し、かつC当量 $Ceq: C+Mn/6 \leq 0.38$ を満足する高張力鋼を、 A_{c3} 温度~1050℃の温度範囲に加熱後、 A_{r3} 温度~(A_{r3} 温度+100℃)のオーステナイト未再結晶温度域内で圧下率30%以上の圧延を施し、直ちに1~10℃/sの冷却速度で600℃以下の温度まで強制冷却することを特徴とする板厚50mm以上でベイナイトを含有する溶接性ならびに低温靱性に優れた応力除去焼鈍に適した極厚高張力鋼板の製造方法が開示されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】これらの従来技術は、添加される合金元素および熱間圧延時の圧延温度や圧下率、さらには圧延後の強制冷却など、加工熱処理技術を駆使し、ミクロ組織を最適化することにより、PWHT後の機械的性質の向上を図る技術であった。しかしながら、近年の構造物のさらなる大型化にともない、最近では板厚がさらに増大する傾向にあって、この場合、上記した加工熱処理技術だけでは、特に板厚中心部の熱間圧延時の結晶粒の制御に問題が残り、PWHT後の靱性の

低下を阻止できない。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、成分系を限定した鋼材を用い、熱間圧延後、単純な熱処理を施すことによって、PWH T後の鋼板の機械的性質の劣化を阻止することを目的としてなされたものであって、その要旨とするところは下記のとおりである。

(1) 重量%で、C: 0.05~0.20%、Si: 0.02~0.5%、Mn: 0.2~2.0%、Al: 0.005~0.10%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼片を加熱し、熱間圧延を施した後、室温まで空冷し、次いで A_{c1} ~ A_{c3} 変態点間に加熱して徐冷することを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【0007】(2) 重量%で、強度改善元素群であるCu: 0.1~1.5%、Ni: 0.1~2.0%、Cr: 0.1~1.0%、Mo: 0.05~0.50%、V: 0.005~0.10%、Nb: 0.005~0.05%、Ti: 0.005~0.04%、B: 0.0005~0.0030%のうち1種または2種以上を含有する前項(1)記載の鋼片を用いることを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【0008】(3) 重量%で、介在物制御元素群であるCa: 0.001~0.010%、希土類元素: 0.01~0.10%のうち1種または2種を含有する前項(1)または(2)記載の鋼片を用いることを特徴とする応力除去焼鈍処理用の厚肉高張力鋼板の製造方法。

【0009】

【発明の実施の形態】一般に、低合金鋼がPWH Tされると、機械的性質が低下する。これは、長時間の熱処理により、フェライト地が軟化して強度が低下するとともに、炭化物の凝集粗大化により靱性が低下するためである。従って、PWH T後の機械的性質の低下を阻止するためには、PWH Tされる前に組織を微細化し、かつフェライト地を強化する必要がある。

【0010】本発明者らは、大型構造物建造時に実施される残留応力を取り除くためのPWH T後の鋼材の機械的性質の低下を阻止するために、組織の適正化の観点から、簡単な熱処理をPWH T前に加えることにより、PWH T後の機械的性質の低下を阻止できる熱処理方法を見出した。図1、図2は、0.10%C-0.45%Si-1.35%Mn-0.35%Cu-0.35%Ni-0.2%Cr-0.03%V鋼を熱間圧延により板厚80mmの鋼板とし、次いで横軸に示す温度に加熱して1時間保持した後、室温まで空冷し、さらに625℃で10時間のPWH T処理を実施した場合の引張強さおよび-45℃におけるシャルピー吸収エネルギーを示す。図1、図2から明らかなように、 A_{c1} ~ A_{c3} 変態点間に加熱した後にPWH Tを行った場合は、引張強さおよび靱性が明らかに向上することが分かる。

【0011】図3に熱処理された後の主なマイクロ組織を示す。熱処理温度が A_{c3} 変態点を超える900℃の場合は典型的なフェライト-パーライト組織を呈するが、熱処理温度が A_{c3} 変態点以下(800℃)になると、フェライトが細粒化するとともに、炭化物が微細に分散するようになる。すなわち、この両者の効果により、図1に示すようなPWH T後の機械的性質の向上が図れる。

【0012】以下、本発明を詳細に説明する。本発明において、その出発材は、電気炉、転炉などで溶製され、連続鋳造あるいは造塊・分塊工程を経て、基本的に、C: 0.05~0.20%、Si: 0.02~0.5%、Mn: 0.2~2.0%、Al: 0.005~0.10%を含有する鋼片とされる。この化学組成の限定理由について以下に述べる。

【0013】C: Cは強度を付与するのに必要な元素であり、本発明の対象とする板厚50mm以上で引張強度40Mpa以上を有する鋼板を製造するためには、0.05%以上の添加が必要である。一方、0.20%を超えてCを添加すると炭化物が粗大化し、本発明による炭化物の微細分散の効果が得られない。

Si: Siは製鋼上脱酸元素として必要な元素であり、鋼中に0.02%以上添加する必要があるが、0.5%を超えると鋼板の靱性を劣化させる。

【0014】Mn: Mnは強度および靱性の確保に必要な元素であるが、2.0%を超えると靱性を著しく阻害し、逆に0.2%未満では母鋼板の強度確保が困難になるため、その範囲を0.2~2.0%とする。

Al: Alは脱酸材として添加されると同時に、結晶粒径の細粒化にも効果がある元素であり、0.005%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超えてAlを添加すると粗大なアルミナを生成し、靱性を阻害する。

【0015】なお、特に規制はしないが、Pは粒界偏析元素として多量に添加すると母鋼板および溶接熱影響部の靱性を阻害する。従って、その添加量は低いほどよいが、一般的には0.04%以下であることが好ましい。なお、本発明においては、強度および靱性を改善する元素として、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Nb、Ti、Bのうち1種または2種以上の元素を添加することができる。

【0016】Cu: Cuは靱性を低下させずに強度を上昇させるのに有効な元素であるが、0.1%未満ではその効果がなく、また1.5%を超えると鋼片加熱時や溶接時に熱間での割れを生じやすくする。従って、Cuの含有量を0.1~1.5%とする。

Ni: Niは靱性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためには0.1%以上の添加が必要であるが、2.0%を超えると溶接性が低下するため、その範囲を0.1~2.0%とする。

【0017】Cr：Crは析出強化による鋼の強度向上に有効な元素であり、その効果を得るためには0.1%以上の添加が必要である。一方、Crを多量に添加すると、焼入れ性を上昇させ、ベイナイト組織を生じて靱性を低下させるので、その上限を1.0%とする。

Mo：Moは焼入れ性を向上させると同時に、炭窒化物を形成して強度を改善する元素であり、その効果を得るためには0.05%以上の添加が必要になるが、多量の添加は必要以上の強化とともに、靱性の著しい低下をもたらすため、その範囲を0.05～0.50%とする。

【0018】V：Vは炭化物、窒化物を形成して強度の向上に効果がある元素であるが、0.005%未満の添加ではその効果がなく、また0.10%を超える添加では逆に靱性の低下を招くため、その範囲を0.005～0.10%とする。

Nb：Nbも炭窒化物を形成して強度の向上に効果がある元素であるが、0.005%未満の添加ではその効果がなく、また0.05%を超える添加では逆に靱性の低下を招くため、その範囲を0.005～0.05%とする。

【0019】Ti：Tiは窒化物を形成して結晶粒の細粒化に効果が期待できる元素であるが、多量の添加は炭化物の形成による靱性の著しい低下をもたらすため、その上限を0.04%にする必要がある。所定の効果を得るためには0.005%以上の添加が必要であるので、Tiの範囲を0.005～0.04%にする。

B：Bは一般に固溶すると焼入れ性を増加させる元素である。また、BNとしてNを固定し、固溶N量を低下させ、溶接熱影響部の靱性を向上させる元素である。0.0005%以上のB添加でその効果を利用できるが、過剰に添加すると靱性の低下を招くため、Bの上限は0.0030%とする。

【0020】さらに、本発明においては、介在物制御の目的で、Caおよび希土類元素を添加することができる。

Caおよび希土類元素(REM)：CaおよびREM(例えば、Ce等)は、鋼中のSをCaSなどのサルファイドとして固定し、靱性を阻害するMnSの生成を抑制することにより、圧延方向と直角な方向の靱性向上に有効である。Caは0.001%以上、REMは0.01%以上の添加が必要であるが、過剰の添加は鋼中の介在物を増加させて清浄度の低下を招くため、それぞれの上限を、Caは0.010%、REMは0.10%とする。

【0021】PおよびS：本発明では、特に規定しないが、両者は鋼の靱性に影響を与える元素であり、それぞれ、Pは0.04%、Sは0.03%を超えて添加すると靱性を著しく阻害するので、これを上限とするのが好ましい。上記の化学組成を有する鋼片を加熱し、熱間圧延(空冷)により板厚50mm以上の鋼板に成形する。

この熱間圧延および冷却課程では、特別な配慮は不要であるが、制御圧延、強制冷却を施しても何ら差し支えない。その後、 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 変態点間に加熱して徐冷(空冷、気水冷却等、マルテンサイトやベイナイト組織が生成しない手段であれば、いずれでもよい)する熱処理を加える。

【0022】この熱処理は、本発明の主たる部分であり、先に述べたように、フェライト粒の細粒化および炭化物の微細分散を図り、後に続くPWH T時の強度、靱性の低下を最小限に抑えるものである。

【0023】

【実施例】次に、本発明の実施例について述べる。表1、表2(表1のつづき)の化学組成を有する鋼塊を表3、表4(表3のつづき)に示す熱間圧延後、所定の熱処理を行って母鋼板とした。その後、PWH Tを行い、引張試験の引張強度を指標として引張強さを、さらにシャルピー試験による遷移温度を指標として靱性を求めた。その結果を、PWH T前の母鋼板の特性との差として、表3、表4に示す。

【0024】符号1、3、4、5、7、8、9、10、11、12、13は、本発明例を示す。表3、表4から明らかなように、これらの鋼板は、PWH T後にもかかわらず、母鋼板からの強度低下は 3 kgf/mm^2 以下であり、同時に靱性の低下も見られない。これに対して、符号2、6、14、15、16、17、18、19は、本発明から逸脱した比較例を示す。

【0025】すなわち、符号2は、化学組成は本発明の範囲内であるが、熱処理条件が 920°C と A_{c3} 変態点を超えている。従って、PWH T後の引張強さおよび靱性が母鋼板に比較して低下している。また、符号6は、熱処理が A_{c1} 変態点より低温で実施されたものである。この場合も、引張強さおよび靱性が母鋼板より低下している。

【0026】さらに、符号14～19は化学組成が本発明の範囲を逸脱している例である。符号14(鋼K)は、Cが0.25%添加されており、本発明範囲の上限を超えているものである。このため、引張強さと靱性が大きく低下している。符号15(鋼L)は、Mnが本発明範囲の上限を超えて添加された鋼であり、PWH T後の引張強さと靱性が大きく低下している。

【0027】符号16(鋼M)は、Vが本発明範囲の上限を超えて添加されたものである。この場合、PWH T後の靱性が著しく低下している。符号17(鋼N)は、Nbが本発明範囲の上限を超えて添加された例である。この場合、PWH T後では引張強さおよび靱性が低下している。符号18および符号19(鋼O)は、Alが本発明範囲より過剰に添加された例である。これらの場合も、やはりPWH T後の強度および靱性の低下が認められる。

【0028】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
A	0.05	0.24	1.15	0.008	0.003					
B	0.15	0.21	0.85	0.010	0.005	0.21	0.52			
C	0.12	0.35	0.62	0.005	0.008			0.67	0.16	0.050
D	0.06	0.42	1.65	0.007	0.021		1.75		0.15	0.020
E	0.17	0.07	0.32	0.017	0.006	0.35	0.42			
F	0.11	0.21	1.06	0.005	0.007				0.42	0.052
G	0.05	0.07	0.25	0.012	0.006					0.085
H	0.08	0.15	0.58	0.013	0.007					
I	0.13	0.22	1.14	0.009	0.008	0.26	0.35		0.08	0.009
J	0.12	0.23	1.35	0.008	0.012		0.45		0.012	0.015
K	0.25	0.32	0.69	0.008	0.005	0.35	0.25			
L	0.12	0.16	2.23	0.013	0.025					
M	0.08	0.32	0.85	0.012	0.003					0.125
N	0.12	0.36	0.68	0.011	0.009	0.36	0.22			0.026
O	0.09	0.24	1.26	0.007	0.012					

【0029】

【表2】

(表1のつづき)

鋼	Nb	Ti	Al	B	その他	Ac ₁ 変態点 (°C)	Ac ₃ 変態点 (°C)	本発明 の成分 要件
A		0.012	0.034			735	913	○
B	0.012	0.008	0.025			722	849	○
C			0.022			744	904	○
D	0.010	0.015	0.035			696	870	○
E	0.015	0.012	0.025		Ca:0.0016	725	843	○
F	0.008		0.042			741	906	○
G	0.023		0.028			744	925	○
H	0.045	0.036	0.039			748	908	○
I	0.022	0.008	0.086			716	874	○
J		0.0015	0.045	0.0018		718	866	○
K		0.016	0.026			724	817	×
L	0.025	0.013	0.033			725	853	×
M	0.023	0.012	0.029			740	923	×
N	0.52	0.016	0.033			747	877	×
O		0.12	0.15			712	929	×

【0030】

【表3】

符号	鋼	板厚 (mm)	圧 延 条 件		
			加熱圧延条件	圧延後の冷却	熱 処 理 条 件
1	A	6.5	1150℃-CR	空冷	800℃× 90分
2	A	6.5	1150℃-CR	空冷	920℃× 90分
3	B	8.0	1200℃-CR	空冷	760℃× 90分
4	B	8.0	1150℃-OR	水冷	800℃× 90分
5	C	7.5	1150℃-OR	空冷	800℃× 90分
6	C	7.5	1150℃-OR	空冷	700℃× 90分
7	D	7.5	1050℃-CR	空冷	780℃× 90分
8	E	7.5	1150℃-CR	空冷	780℃× 90分
9	F	12.0	1150℃-CR	空冷	760℃× 90分
10	G	10.0	1150℃-CR	水冷	800℃× 90分
11	H	6.0	1150℃-CR	空冷	800℃× 90分
12	I	7.5	1200℃-OR	空冷	800℃× 90分
13	J	6.0	1150℃-CR	空冷	790℃× 90分
14	K	8.0	1150℃-CR	空冷	800℃× 90分
15	L	10.0	1150℃-CR	空冷	770℃× 90分
16	M	7.5	1200℃-CR	空冷	800℃× 90分
17	N	7.5	1150℃-CR	空冷	800℃× 90分
18	O	6.0	1150℃-CR	空冷	780℃× 90分
19	O	6.0	1050℃-CR	水冷	820℃× 90分

CR: 900℃の圧下規制あり、OR: 圧下規制なし

【0031】

【表4】

(表3のつづき)

符号	熱延条件	〔PWH T〕 - 〔母材〕 の特性		本発明方法
	PWH T条件	引張強さの差 (kgf/cm ²)	vTrsの 差 (℃)	
1	625℃×10Hr	1.2	-15	○
2	625℃×10Hr	-6.8	15	×
3	630℃×10Hr	-1.2	-10	○
4	630℃×10Hr	-1.8	-15	○
5	625℃×10Hr	-2.3	-20	○
6	625℃×10Hr	-6.5	10	×
7	625℃×10Hr	-2.2	-10	○
8	625℃×10Hr	-1.8	-5	○
9	625℃×16Hr	-2.6	-15	○
10	625℃×16Hr	-2.9	-20	○
11	625℃×10Hr	-2.4	-10	○
12	625℃×10Hr	2.2	-10	○
13	625℃×10Hr	-2.6	-5	○
14	625℃×10Hr	-7.5	5	×
15	625℃×10Hr	-6.5	15	×
16	625℃×10Hr	-4.5	10	×
17	625℃×10Hr	-5.6	10	×
18	615℃×16Hr	-6.7	20	×
19	615℃×16Hr	-3.5	15	×

【0032】

【発明の効果】本発明の化学組成に限定した鋼材を熱間圧延後、所定の熱処理を加えることにより、板厚50m

m以上の厚鋼板にPWH Tを施した場合に問題となる強度、靱性の低下を防止することが可能となり、鋼板部材を用いた構造物の信頼性が大幅に向上できる。

【図面の簡単な説明】

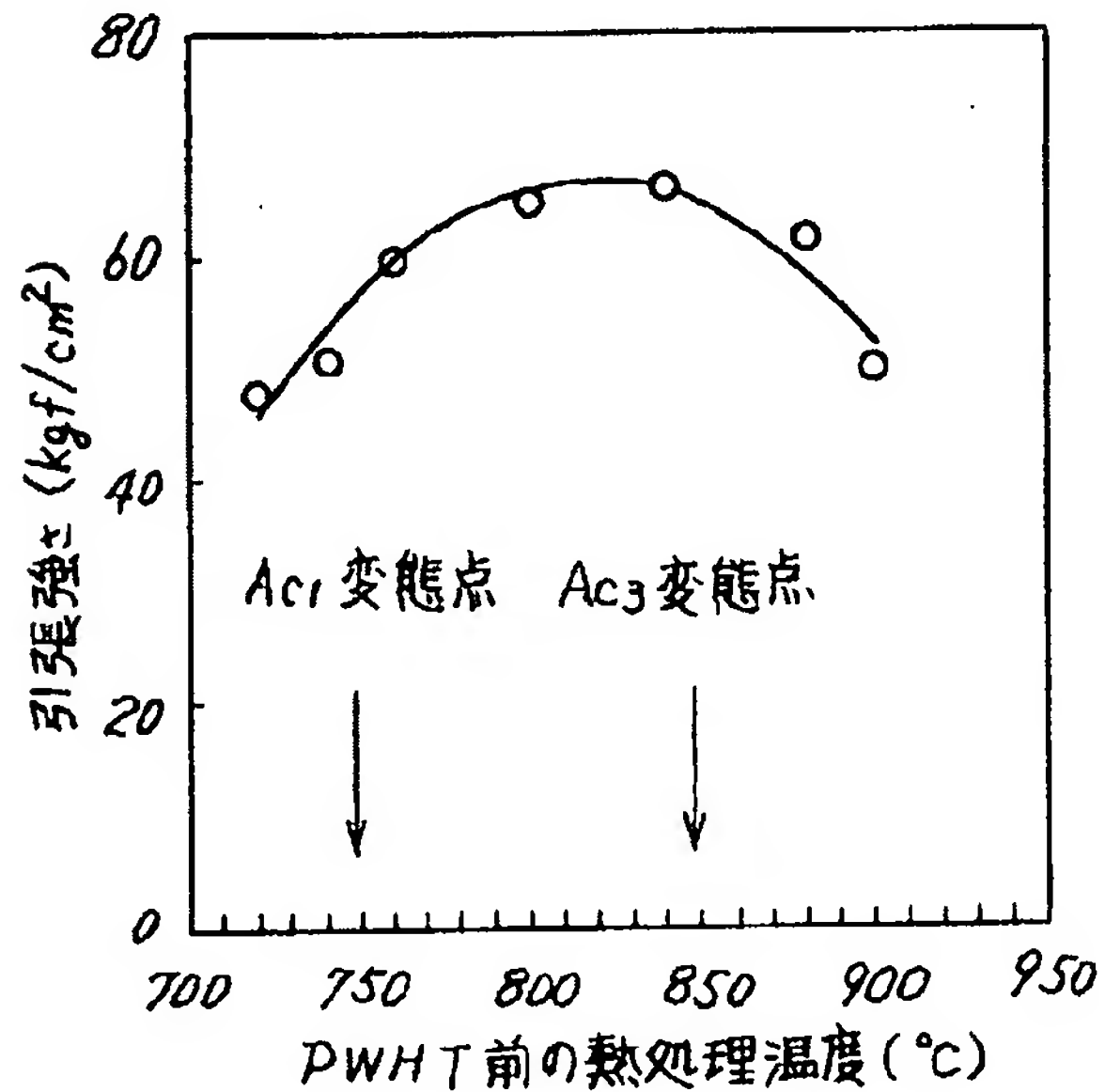
【図1】本発明におけるPWHT前の熱処理がPWHT後の引張試験強度に及ぼす影響を示す図である。

【図2】本発明におけるPWHT前の熱処理がPWHT

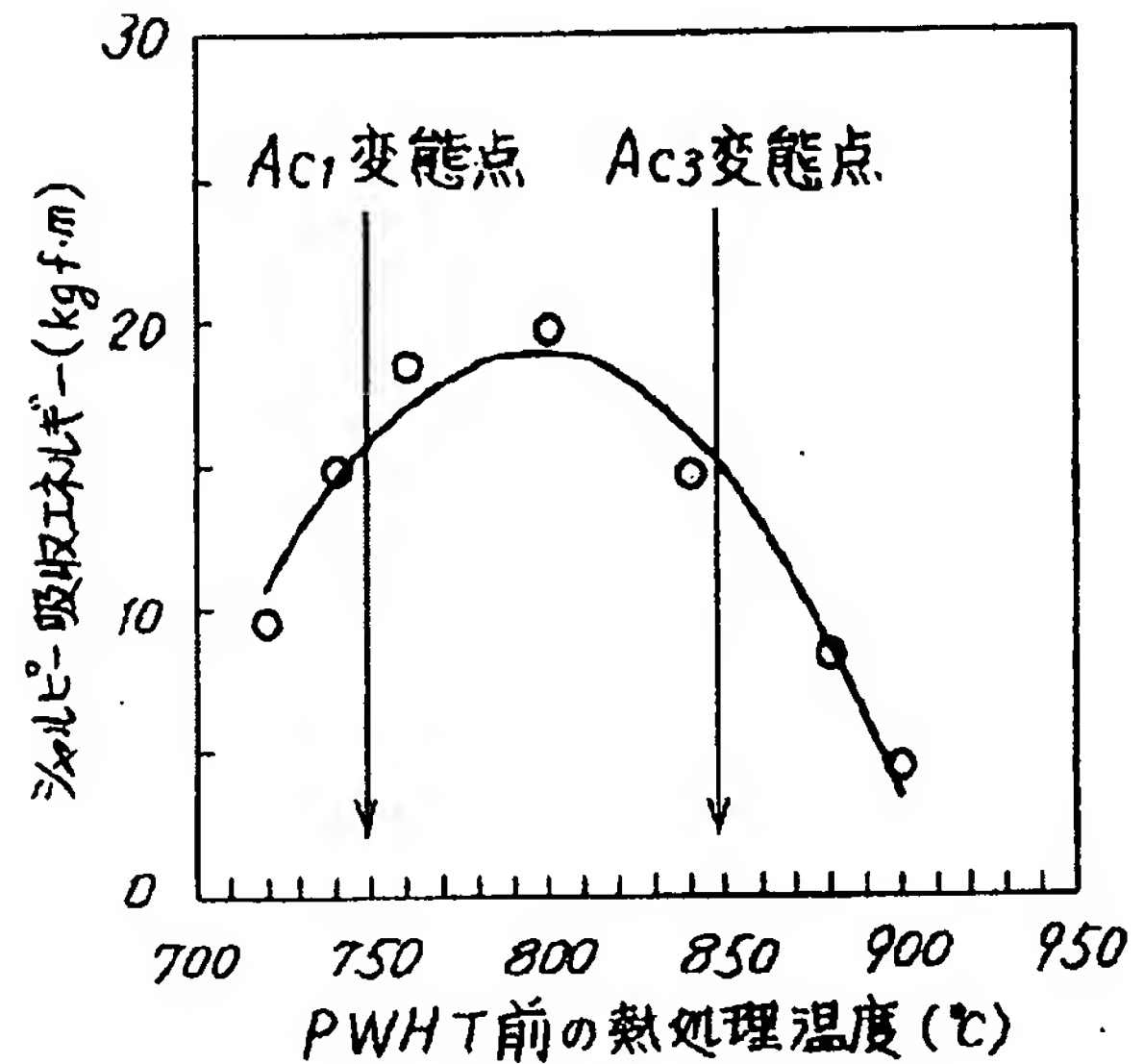
後の靱性に及ぼす影響を示す図である。

【図3】本発明におけるPWHT前の熱処理温度が鋼板のマイクロ組織に及ぼす影響を示す図である。

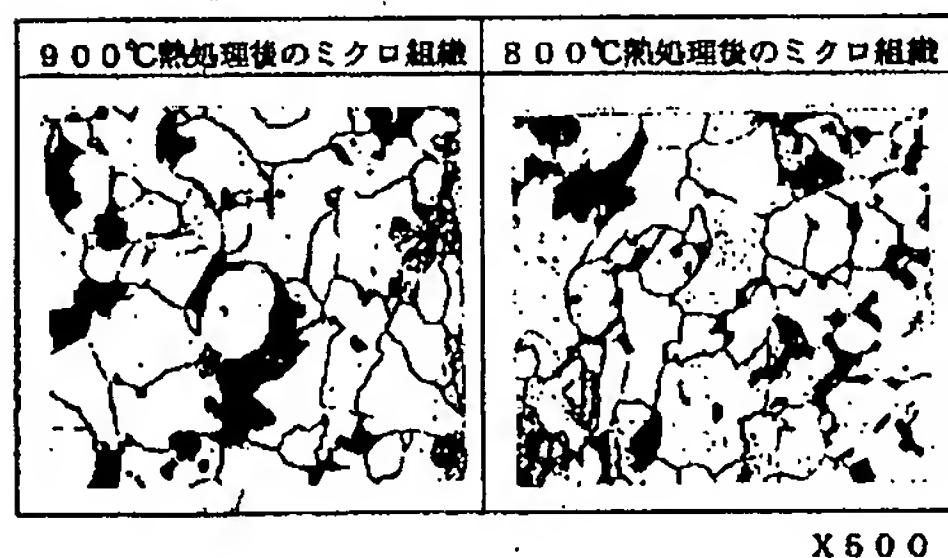
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶
C 2 2 C 38/06
38/58

識別記号 庁内整理番号

F I
C 2 2 C 38/06
38/58

技術表示箇所